

EUROPEAN PATENT OFFICE

Patent Abstracts of Japan

cited in the European Search
Report of EP03 76 8368.7
Your Ref.: NSC-M959-EP

PUBLICATION NUMBER : 08199291
PUBLICATION DATE : 06-08-96

APPLICATION DATE : 20-01-95
APPLICATION NUMBER : 07006985

APPLICANT : KOBE STEEL LTD;

INVENTOR : YOKOI TOSHIO;

INT.CL. : C22C 38/00 C21D 8/02 C22C 38/14

TITLE : HIGH STRENGTH HOT ROLLED STEEL PLATE EXCELLENT IN RESISTANCE
WELDABILITY AND ITS PRODUCTION

ABSTRACT : PURPOSE: To provide high strength and excellent flange workability and resistance
weldability by specifying a composition and controlling a rolled structure.

CONSTITUTION: This steel plate has a composition containing, by weight ratio, 0.04-0.12% C, 0.1-0.6% Si, 1-3% Mn, $\leq 0.006\%$ S, 0.15-0.3% Ti, 0.02-0.008% Nb, 0.01-0.1% sol.Al, and $\leq 0.05\%$ P. Simultaneously, in the structure of this steel plate, the area ratio of polygonal ferrite of $\leq 6\mu\text{m}$ average grain size is regulated to $\geq 10\%$ or the area ratio of polygonal ferrite of $\geq 10\mu\text{m}$ grain size is regulated to $\geq 20\%$ and also the total area ratio of polygonal ferrite is regulated to $\geq 30\%$, and further, bainite of $\leq 10\mu\text{m}$ average grain size is contained by $\geq 5\%$ by area ratio, and moreover, tensile strength is regulated to $\geq 740\text{N/mm}^2$. In order to obtain this steel plate, it is preferable that, at the time of rolling, the steel is heated to 1240-1340°C, finish-rolled at 800-950°C, cooled down to $\leq 600^\circ\text{C}$ at $\geq 20^\circ\text{C/s}$ average cooling rate, and coiled at 400-550°C.

COPYRIGHT: (C)1996,JPO

(19) 日本国特許庁 (J P)

(12) 公開特許公報 (A)

(11) 特許出願公開番号

特開平8-199291

(43) 公開日 平成8年(1996)8月6日

(51) Int.Cl. ⁴	識別記号	庁内整理番号	F I	技術表示箇所
C 2 2 C 38/00	3 0 1 B			
C 2 1 D 8/02		B 8821-4K		
C 2 2 C 38/14				

審査請求 未請求 請求項の数 9 O L (全 10 頁)

(21) 出願番号 特願平7-6985

(22) 出願日 平成7年(1995)1月20日

(71) 出願人 000001199

株式会社神戸製鋼所

兵庫県神戸市中央区脇浜町1丁目3番18号

(72) 発明者 三好 鉄二

兵庫県加古川市金沢町1番地 株式会社神

戸製鋼所加古川製鉄所内

(72) 発明者 横井 利雄

兵庫県加古川市金沢町1番地 株式会社神

戸製鋼所加古川製鉄所内

(74) 代理人 弁理士 牧野 逸郎

(54) 【発明の名称】 抵抗溶接性の良好な高強度熱延鋼板及びその製造方法

(57) 【要約】 (修正有)

【目的】 伸びフランジ性と全伸びのいずれにもすぐれ、引張強度 740 N/mm^2 以上で、抵抗溶接性にもすぐれる高強度熱延鋼板。

【構成】 重量%にて、C: $0.04 \sim 0.12$ 、Si: $0.1 \sim 0.6$ 、Mn: $1 \sim 3$ 、S: 0.006 以下、Ti: $0.15 \sim 0.3$ 、Nb: $0.02 \sim 0.08$ 、sol. Al: $0.01 \sim 0.1$ 、及び P: 0.08 以下を含有し、残部鉄及び不可避免の不純物よりなり、ポリゴナルフェライトの平均粒径が $6 \mu\text{m}$ 以下であり、その面積率が 10% 以上であるか、又は、粒径 $10 \mu\text{m}$ 以上のポリゴナルフェライトの面積率が 20% 以上であり、且つポリゴナルフェライトの合計面積率が 30% 以上であって、ベイナイトの平均粒径が $10 \mu\text{m}$ 以下であり、その面積率が 5% 以上の組織からなる、引張強さ 740 N/mm^2 以上の抵抗溶接性の良好な高強度熱延鋼板。

1

【特許請求の範囲】

【請求項1】重量%にてC 0.04~0.12%、

Si 0.1~0.6%、

Mn 1~3%、

S 0.006%以下、

Ti 0.15~0.3%、

Nb 0.02~0.08%、

sol. Al 0.01~0.1%、及びP 0.08%以下を含有し、残部鉄及び不可避免的不純物よりなり、(a) ポリゴナルフェライトの平均粒径が6 μ m以下であり、その面積率が10%以上であるか、又は(b) 粒径10 μ m以上のポリゴナルフェライトの面積率が20%以上であり、且つ、ポリゴナルフェライトの合計面積率が30%以上であり、ベイナイトの平均粒径が10 μ m以下であり、その面積率が5%以上の組織からなる引張強さ740 N/mm²以上の抵抗溶接性の良好な高強度熱延鋼板。

【請求項2】重量%にて

(A) C 0.04~0.12%、Si 0.1~0.6%、Mn 1~3%、S 0.006%以下、Ti 0.15~0.3%、Nb 0.02~0.08%、

sol. Al 0.01~0.1%、及びP 0.08%以下を含有し、更に、

(B) Ca 0.005%以下、及びREM 0.005%以下よりなる群から選ばれる少なくとも1種の元素を含有し、残部鉄及び不可避免的不純物よりなり、(a) ポリゴナルフェライトの平均粒径が6 μ m以下であり、その面積率が10%以上であるか、又は(b) 粒径10 μ m以上のポリゴナルフェライトの面積率が20%以上であり、且つ、ポリゴナルフェライトの合計面積率が30%以上であり、ベイナイトの平均粒径が10 μ m以下であり、その面積率が5%以上の組織からなる引張強さ740 N/mm²以上の抵抗溶接性の良好な高強度熱延鋼板。

【請求項3】重量%にて

(A) C 0.04~0.12%、Si 0.1~0.6%、Mn 1~3%、S 0.006%以下、Ti 0.15~0.3%、Nb 0.02~0.08%、sol. Al 0.01~0.1%、及びP 0.08%以下を含有し、更に、

(B) Ca 0.005%以下、及びREM 0.005%以下よりなる群から選ばれる少なくとも1種の元素を含有すると共に、

(C) Cr 0.01~1%、Mo 0.01~0.5%、V 0.01~0.3%、Cu 0.1~1%、及びNi 0.1~1%よりなる群から選ばれる少なくとも1種の元素を含有し、残部鉄及び不可避免的不純物よりなり、(a) ポリゴナルフェライトの平均粒径が6 μ m以下であり、その面積率が10%以上であるか、又は(b) 粒径10 μ m以上のポリゴナルフェライトの面積率が20%以上であり、且つ、ポリゴナルフェライトの合計面積率が30%以上であり、ベイナイトの平均粒径が10 μ m以下であり、その面積率が5%以上の組織からなる引張強さ74

2

0 N/mm²以上の抵抗溶接性の良好な高強度熱延鋼板。

【請求項4】重量%にてC 0.04~0.12%、

Si 0.1~0.6%、

Mn 1~3%、

S 0.006%以下、

Ti 0.15~0.3%、

Nb 0.02~0.08%、

sol. Al 0.01~0.1%、及びP 0.08%以下を含有し、残部鉄及び不可避免的不純物よりなる鋼を熱間圧延するに際して、加熱温度を1240~1340℃の範囲の温度とし、仕上温度を800~950℃の範囲の温度とし、600℃以下の温度まで、平均冷却速度20℃/秒以上にて冷却し、400~550℃の範囲の温度で巻取って、ポリゴナルフェライトの平均粒径が6 μ m以下であり、その面積率が10%以上であり、ベイナイトの平均粒径が10 μ m以下であり、その面積率が5%以上の組織からなる引張強さ740 N/mm²以上の抵抗溶接性の良好な高強度熱延鋼板の製造方法。

【請求項5】重量%にて(A) C 0.04~0.12%、

Si 0.1~0.6%、

Mn 1~3%、

S 0.006%以下、

Ti 0.15~0.3%、

Nb 0.02~0.08%、

sol. Al 0.01~0.1%、及びP 0.08%以下を含有し、更に、(B) Ca 0.005%以下、及びREM 0.005%以下よりなる群から選ばれる少なくとも1種の元素を含有し、残部鉄及び不可避免的不純物よりなる鋼を熱間圧延するに際して、加熱温度を1240~1340℃の範囲の温度とし、仕上温度を800~950℃の範囲の温度とし、600℃以下の温度まで、平均冷却速度20℃/秒以上にて冷却し、400~550℃の範囲の温度で巻取って、ポリゴナルフェライトの平均粒径が6 μ m以下であり、その面積率が10%以上であり、ベイナイトの平均粒径が10 μ m以下であり、その面積率が5%以上の組織からなる引張強さ740 N/mm²以上の抵抗溶接性の良好な高強度熱延鋼板の製造方法。

【請求項6】重量%にて(A) C 0.04~0.12%、

Si 0.1~0.6%、

Mn 1~3%、

S 0.006%以下、

Ti 0.15~0.3%、

Nb 0.02~0.08%、

sol. Al 0.01~0.1%、及びP 0.08%以下を含有し、更に、(B) Ca 0.005%以下、及びREM 0.005%以下よりなる群から選ばれる少なくとも1種の元素を含有すると共に、(C) Cr 0.01~1%、Mo 0.01~0.5%、V 0.01~0.3%、Cu 0.1~1%、及びNi 0.1~1%を含有し、残

3

部鉄及び不可避免の不純物よりなる鋼を熱間圧延するに際して、加熱温度を1240～1340℃の範囲の温度とし、仕上温度を800～950℃の範囲の温度とし、600℃以下の温度まで、平均冷却速度20℃/秒以上にて冷却し、400～550℃の範囲の温度で巻取って、ポリゴナルフェライトの平均粒径が6μm以下であり、その面積率が10%以上であり、ベイナイトの平均粒径が10μm以下であり、その面積率が5%以上の組織からなる引張強さ740N/mm²以上の抵抗溶接性の良好な高強度熱延鋼板の製造方法。

【請求項7】重量%にてC 0.04～0.12%、

Si 0.1～0.6%、

Mn 1～3%、

S 0.006%以下、

Ti 0.15～0.3%、

Nb 0.02～0.08%、

sol. Al 0.01～0.1%、及びP 0.08%以下を含有し、残部鉄及び不可避免の不純物よりなる鋼を熱間圧延するに際して、加熱温度を1240～1340℃の範囲の温度とし、仕上を840～950℃の範囲の温度にて行なった後、700～800℃の範囲のある温度まで、平均冷却速度20℃/秒以上にて冷却し、その温度から平均冷却速度20℃/秒以下にて5秒間以上徐冷し、引き続いて、平均冷却速度20℃/秒以上にて650℃以下の温度まで冷却し、550～650℃の範囲の温度で巻取って、粒径10μm以上のポリゴナルフェライトの面積率が20%以上であり、且つ、ポリゴナルフェライトの合計面積率が30%以上であり、ベイナイトの平均粒径が10μm以下であり、その面積率が5%以上の組織からなる引張強さ740N/mm²以上の抵抗溶接性の良好な高強度熱延鋼板の製造方法。

【請求項8】重量%にて(A) C 0.04～0.12%、

Si 0.1～0.6%、

Mn 1～3%、

S 0.006%以下、

Ti 0.15～0.3%、

Nb 0.02～0.08%、

sol. Al 0.01～0.1%、及びP 0.08%以下を含有し、更に、(B) Ca 0.005%以下、及びREM 0.005%以下よりなる群から選ばれる少なくとも1種の元素を含有し、残部鉄及び不可避免の不純物よりなる鋼を熱間圧延するに際して、加熱温度を1240～1340℃の範囲の温度とし、仕上を840～950℃の範囲の温度にて行なった後、700～800℃の範囲のある温度まで、平均冷却速度20℃/秒以上にて冷却し、その温度から平均冷却速度20℃/秒以下にて5秒間以上徐冷し、引き続いて、平均冷却速度20℃/秒以上にて650℃以下の温度まで冷却し、550～650℃の範囲の温度で巻取って、粒径10μm以上のポリゴナルフェライトの面積率が20%以上であり、且つ、ポリゴ

4

ナルフェライトの合計面積率が30%以上であり、ベイナイトの平均粒径が10μm以下であり、その面積率が5%以上の組織からなる引張強さ740N/mm²以上の抵抗溶接性の良好な高強度熱延鋼板の製造方法。

【請求項9】重量%にて(A) C 0.04～0.12%、

Si 0.1～0.6%、

Mn 1～3%、

S 0.006%以下、

Ti 0.15～0.3%、

10 Nb 0.02～0.08%、

sol. Al 0.01～0.1%、及びP 0.08%以下を含有し、更に、(B) Ca 0.005%以下、及びREM

0.005%以下よりなる群から選ばれる少なくとも1

種の元素を含有すると共に、(C) Cr 0.01～1%、

Mo 0.01～0.5%、

V 0.01～0.3%、

Cu 0.1～1%、及びNi 0.1～1%よりなる群から選ばれる少なくとも1種の元素を含有し、残部鉄及び不可避免の不純物よりなる鋼を熱間圧延するに際して、加熱温度を1240～1340℃の範囲の温度とし、仕上を840～950℃の範囲の温度にて行なった後、700～800℃の範囲のある温度まで、平均冷却速度20℃/秒以上にて冷却し、その温度から平均冷却速度20℃/秒以下にて5秒間以上徐冷し、引き続いて、平均冷却速度20℃/秒以上にて650℃以下の温度まで冷却し、550～650℃の範囲の温度で巻取って、粒径10μm以上のポリゴナルフェライトの面積率が20%以上であり、且つ、ポリゴナルフェライトの合計面積率が30%以上であり、ベイナイトの平均粒径が10μm以下であり、その面積率が5%以上の組織からなる引張強さ740N/mm²以上の抵抗溶接性の良好な高強度熱延鋼板の製造方法。

【発明の詳細な説明】

【0001】

【産業上の利用分野】本発明は、自動車のホイール等の足廻り部材に用いられる抵抗溶接性の良好な高強度熱延鋼板及びその製造方法に関する。

【0002】

【従来の技術】近年、自動車の燃費向上を目的として、その軽量化が進められており、特に、用いる鋼板の高強度化の要求から、その研究が広範になされている。例えば、特開昭62-202048号公報には、Nb0.02～0.04%（重量%、以下、同じ。）とTi0.1～0.15%とを含む鋼について、ポリゴナルフェライトとベイナイトの面積率と析出強化を最適に組合わせて制御することによって、引張強度が70kgf/mm²級の延性の良好な高強度熱延鋼板を得ることができていることが記載されている。

【0003】しかし、最近になって、一層、引張強度が高く、しかも、加工性の良好な高強度熱延鋼板が要望さ

れるに至っており、上述したような従来の高強度熱延鋼板では、対処できなくなっている。他方、特開昭50-2620号公報には、Tiの添加量を0.075~0.5%の範囲とすると共に、Ti/Cを1.5~4.0の範囲に制御して、Tiの析出強化を最大限に活用することによって、引張強さ80kgf/mm²の鋼板を得ることができることが記載されている。しかし、この鋼板によれば、伸びフランジ性が不十分であって、引張強さ65kgf/mm²級と同等の伸びフランジ性を得ることができず、厳しい伸びフランジ性加工を施すことができない。

【0004】

【発明が解決しようとする課題】そこで、本発明者らは、従来の高強度熱延鋼板における上述したような問題を解決するために、前記Nb及びTi含有鋼板の製造において、高強度化に伴う全伸びと伸びフランジ性の劣化をもたらす原因の究明に努め、新たな方策について種々研究した結果、NbとTiのバランスを保ち、適切な熱延条件下に鋼のミクロ組織を制御することによって、伸びフランジ性と全伸びのいずれにもすぐれる引張強度740N/mm²以上の高強度熱延鋼板を得ることができることを見出して、本発明に至ったものである。

【0005】従って、本発明は、抵抗溶接性の良好な高強度熱延鋼板及びその製造方法を提供することを目的とする。特に、本発明は、引張強さと伸びの積、即ち、

(引張強さ、TS) × (伸び、El) が15500N/mm²・%以上であり、且つ、引張強さと穴拡張率(λ)の積、即ち、(引張強さ) × (穴拡張率) が63000N/mm²・%以上を有しながら、引張強さ740N/mm²以上の高強度を有し、かくして、例えば、自動車用のホイールの成形において要求される伸びフランジ性を低下させることなく、引張強さ740N/mm²以上の高強度を有し、しかも、抵抗溶接性にもすぐれる高強度熱延鋼板とその製造方法を提供することを目的とする。

【0006】更に、本発明は、引張強さと伸びの積が18000N/mm²・%以上であり、且つ、引張強さと穴拡張率(λ)との積が40000N/mm²・%以上である加工性を有し、張出し成形等のように、全伸びが必要とされるプレス成形による自動車用部材の製造に好適に用いることができ、引張強度740N/mm²以上の高強度を有し、しかも、抵抗溶接性にもすぐれる熱延鋼板とその製造方法を提供することを目的とする。

【0007】

【問題を解決するための手段】本発明による抵抗溶接性の良好な高強度熱延鋼板は、重量%にてC 0.04~0.12%、Si 0.1~0.6%、Mn 1~3%、S 0.006%以下、Ti 0.15~0.3%、Nb 0.02~0.08%、sol.Al 0.01~0.1%、及びP 0.08%以下を含有し、残部鉄及び不可避免の不純物よりなり、(a) ポリゴナルフェライトの平均粒径が6μm以下であり、その面積率が10%以上であるか、又は(b)

粒径10μm以上のポリゴナルフェライトの面積率が20%以上であり、且つ、ポリゴナルフェライトの合計面積率が30%以上であり、ベイナイトの平均粒径が10μm以下であり、その面積率が5%以上の組織からなり、引張強さ740N/mm²以上を有する。

【0008】本発明による抵抗溶接性の良好な高強度熱延鋼板は、上記元素に加えて、Ca 0.005%以下、及びREM 0.005%以下よりなる群から選ばれる少なくとも1種の元素を含有していてもよい。

10 【0009】更に、本発明による抵抗溶接性の良好な高強度熱延鋼板は、これらの元素と共に、又はこれらの元素と別に、Cr 0.01~1%、Mo 0.01~0.5%、V 0.01~0.3%、Cu 0.1~1%、及びNi 0.1~1%よりなる群から選ばれる少なくとも1種の元素を含有していてもよい。

【0010】以下、上記高強度熱延鋼板において、(a) ポリゴナルフェライトの平均粒径が6μm以下であり、その面積率が10%以上であるものを本発明による第1の熱延鋼板といい、(b) 粒径10μm以上のポリゴナルフェライトの面積率が20%以上であり、且つ、ポリゴナルフェライトの合計面積率が30%以上であるものを本発明による第2の熱延鋼板という。

【0011】本発明において、ベイナイトとは、所謂ベイナイト相のほか、アシキュラー・フェライトと称される組織等、金属組織学的にベイナイトと明確な区別なく、ベイナイトと実質的に同じ組織とみなし得る組織を含むものとする。また、残留オーステナイトについても、X線解析による測定において、体積率で3%未満の場合も、本発明による組織を有する熱延鋼板の特性を損なうことがないので、3%未満の残留オーステナイトも、本発明におけるベイナイト組織に含めることとする。

【0012】本発明による第1及び第2の鋼板は、その化学成分が同じであり、組織においても、ベイナイトの平均粒径と面積率が同じであるが、ポリゴナルフェライトの性状において異なり、それ故に、共に抵抗溶接性にすぐれる高強度熱延鋼板ではあるが、機械的性質の一部の特性値が幾分異なるものである。即ち、本発明による第1の熱延鋼板によれば、Nbをポリゴナルフェライトの細粒化と面積率を制御するために利用し、Tiは、Nbと同じ効果と共に、析出強化の作用をバランスよく利用することによって、微細なポリゴナルフェライトと微細なベイナイトを均一に分散させた微細な組織を形成させ、かくして、引張強度が780N/mm²程度であって、且つ、良好な全伸びを保持しながら、すぐれた伸びフランジ性を確保したものである。

【0013】他方、本発明による第2の熱延鋼板によれば、延性のあるポリゴナルフェライトの粒径と組織に占めるその割合(面積率)を熱延条件で制御し、また、Nbをベイナイトの細粒化と面積率を制御するために利用

し、Tiは、Nbと同じ効果と共に、析出強度の作用を利用することによって、延性にすぐれるポリゴナルフェライトに微細なベイナイトを均一に分散させた組織を形成させ、かくして、引張強度が780N/mm²程度であって、しかも、良好な伸びフランジ性を保持しながら、すぐれた全伸びを確保したものである。

【0014】従って、本発明による第1及び第2の熱延鋼板は、いずれも、ベイナイトによる低温変態組織強化と共に、NbとTiとによる細粒化の効果とTiの析出強化の効果とをバランスよく利用した複合強化鋼板であり、NbとTiの添加量と製造時の熱延条件を厳しく規制することによって、前述した所期の特性を有せしめることに成功したものである。

【0015】先ず、本発明による第1及び第2の鋼板の有する合金元素及びその添加量の限定理由について説明する。本発明において鋼に添加する合金元素の種類及びその添加量は、第1及び第2の鋼板共に同じであるが、第1及び第2の鋼板は、ポリゴナルフェライトの性状において異なり、それ故に、ある種の合金元素については、その添加目的乃至作用に幾分異なるところがあり、その場合、第1及び第2の熱延鋼板のそれぞれについて、説明する。特に、示されていない場合は、第1及び第2の鋼板共に同じである。

【0016】Cは、鋼の強化のために添加される元素であって、ベイナイト面積率及びTiCの析出強化に大きく影響する。鋼板の組織を前述した組織として、目的とする強度を得るには、少なくとも0.04%が必要であり、これよりも少ない場合には、本発明による第1の熱延鋼板においては、15500N/mm²・%以上の(引張強さ)×(伸び)を得ることができず、本発明による第2の熱延鋼板においては、18000N/mm²・%以上の(引張強さ)×(伸び)を得ることができない。しかし、添加量が0.12%を超えるときは、本発明による第1の熱延鋼板においては、63000N/mm²・%以上の(引張強さ)×(穴拡げ率)を得ることができず、また、本発明による第2の熱延鋼板においては、40000N/mm²・%以上の(引張強さ)×(穴拡げ率)を得ることができない。従って、本発明においては、C量は、0.04~0.12%の範囲とする。しかし、(引張強さ)×(伸び)と(引張強さ)×(穴拡げ率)の両方を最大とするには、C量は、好ましくは、0.07~0.1%の範囲とする。

【0017】Siは、本発明による熱延鋼板においては、特に、すぐれた抵抗溶接性を得るために重要な元素であるほか、固溶強化元素としても有用である。このような効果を有効に得るために、Siは、少なくとも0.1%を添加することが必要であり、添加量が0.1%よりも少ないときは、抵抗溶接性が低下する。しかし、0.6%を越えて過多に添加しても、抵抗溶接性が却って低下し、また、表面性状も悪くなる。特に、本発明における

強度水準では、0.15~0.4%の範囲が好ましい。

【0018】Mnは、本発明で規定する範囲のC量において適切なベイナイト面積率を確保して、所要の強度を得るために必要な元素であって、少なくとも1%の添加が必要である。しかし、過多に添加するときは、フェライト変態及びベイナイト変態が抑制されて、第1の発明においては、十分なフェライトが得られず、また、マルテンサイト組織の生成によって、伸びフランジ性が低下する。第2の発明においても、十分なポリゴナルフェライトが得られず、また、マルテンサイト組織の生成によって、伸びフランジ性が低下する。従って、本発明においては、添加量の上限を3%とする。特に、本発明によれば、1~2%の範囲が好ましく、これによって、最良の加工特性を得ることができる。

【0019】Sは、伸びフランジ性を劣化させる硫化物を生成するので、可能な限りに低減することが好ましい。そこで、本発明における伸びフランジ性の向上と抵抗溶接性を考慮して、その上限を0.006%とするが、好ましくは、0.003%とする。Tiは、フェライト変態の細粒化と析出強化の作用を有し、鋼を強化するのに有効な元素であり、本発明が目的とする熱延鋼板において、所要の高強度とすぐれた加工性を得るためには、C及びNbの添加量と共に、それらの添加量とのバランスを考慮して、最適の量を添加することが重要である。本発明に従って、熱延鋼板において、所要の強度を得るためには、少なくとも0.15%必要であるが、しかし、過多に添加するときは、上記効果が飽和するのみならず、経済的にも不利であるので、添加量の上限を0.3%とする。しかし、現状の製鋼技術と熱間圧延技術を考慮し、また、得られる熱延鋼板の抵抗溶接性及び延性を考慮すれば、0.2%以下とするのが好ましい。

【0020】Nbは、Tiと共に、本発明による熱延鋼板において、最も重要な添加元素であり、本発明による第1の熱延鋼板においては、フェライト変態を制御する効果を利用して、ポリゴナルフェライトの細粒化とその適正な面積率を得るために添加される。このような効果を有効に得るためには、少なくとも0.04%の添加を必要とする。しかし、過多に添加するときは、ポリゴナルフェライトを十分に得ることができず、延性が低下するので、その上限を0.08%とする。

【0021】Nbは、本発明による第2の熱延鋼板においては、ベイナイトの細粒化とその適正な面積率を得るために添加される。このような効果を有効に得るためには、少なくとも0.04%の添加を必要とする。しかし、過多に添加するときは、ポリゴナルフェライトを十分に得ることができず、延性が低下するので、その上限を0.08%とする。

【0022】Alは、鋼の溶製時の脱酸剤として添加される元素であって、添加量は、0.01~0.1%の範囲が適当である。Pは、固溶強化元素として有効な元素であ

9

るが、0.08%を超えて添加するときは、加工後の遷移温度が低下するので、添加量は0.08%以下とする。

【0023】更に、本発明による熱延鋼板においては、上記合金元素と共に、又は上記合金元素とは別に、Ca及びREMよりなる群から選ばれる少なくとも1種の元素を含有することができる。これらの元素は、伸びフランジ性を低下させる硫化物を低減させるために添加される。しかし、過剰に添加しても、その効果が飽和して、経済的に不利であるので、それぞれの元素について、その上限を0.005%とする。

【0024】本発明による熱延鋼板においては、上記合金元素(Ca及びREMよりなる群から選ばれる少なくとも1種の元素)と共に、又は上記合金元素とは別に、Cr、Mo、V、Cu及びNiよりなる群から選ばれる少なくとも1種の元素をも添加することができる。これらの元素は、いずれも強化元素として有効であるが、反面、過剰に添加するときは、延性の劣化や化成処理性を劣化させることがあるので、添加量は、Crは0.01~1%、Moは0.01~0.5%、Vは0.01~0.3%、Cuは0.1~1%、Niは0.1~1%の範囲とする。

【0025】次に、本発明による第1の熱延鋼板について説明する。本発明による第1の熱延鋼板は、微細なフェライト・ベイナイトの複合組織を有するが、本発明による所期の特性を得るには、それぞれの組織の寸法と面積率を規制する必要があるが、本発明によれば、ポリゴナルフェライトは、平均粒径を6 μ m以下とし、その面積率を10%以上とすることが必要であり、更に、ベイナイトは、平均粒径を10 μ m以下とし、面積率を5%以上とすることが必要である。

【0026】ポリゴナルフェライトの面積率が10%未満のときは、伸びが低下し、引張強さが740N/mm²以上で、且つ、(引張強さ)×(伸び)が15500N/mm²・%以上の強度-延性バランスを得ることはできない。また、ベイナイト面積率が5%未満のときは、組織強化が不十分であって、析出強化を利用して、引張強さを740N/mm²以上にすると、(引張強さ)×(伸び)が15500N/mm²・%以上及び(引張強さ)×(穴抜け率)が63000N/mm²・%以上を得ることができない。

【0027】本発明による第1の熱延鋼板においては、組織を上述したものによって調節することによって、引張強さが740N/mm²以上であって、しかも、(引張強さ)×(伸び)が15500N/mm²・%以上で、且つ、(引張強さ)×(穴抜け率)が63000N/mm²・%以上を有し、張出加工と特に伸びフランジ加工が良好であって、ホイール等の自動車部材のプレス成形に適した高強度熱延鋼板を得ることができる。

【0028】かかる本発明による第1の高強度熱延鋼板は、本発明に従って、前述した化学成分を有する鋼を熱間圧延するに際して、加熱温度を1240~1340℃

10

の範囲の温度とし、仕上温度を800~950℃の範囲の温度とし、平均冷却速度20℃/秒以上にて、600℃以下まで冷却し、400~550℃の範囲の温度にて巻取ることによって、製造することができる。

【0029】かかる本発明の方法において、鋼の熱間圧延に際しては、Nb及びTiの溶体化のために、鋼を少なくとも1240℃温度に加熱する。加熱温度が1240℃よりも低いときは、鋼板の表面性状が悪いのみならず、Nb及びTiの溶体化が不十分であるので、所要の強度を得ることができない。しかし、加熱温度が1340℃を超えるとときは、加熱炉における燃料コストが増大し、また、耐火物の負荷も大きくなるので好ましくない。

【0030】仕上圧延温度は、800~950℃の範囲の温度とする。仕上温度が950℃を超えるとときは、現状の熱延設備によっては、ポリゴナルフェライトを細粒化し、その面積率を10%以上とするのが困難であり、他方、850℃未満のときは、2相域圧延による延性の劣化が生じる。このような熱間圧延の後の冷却条件は、本発明による熱延鋼板における組織を得るために重要であり、本発明によれば、圧延後、600℃以下の温度まで、平均冷却速度20℃/秒以上、好ましくは、100℃/秒以下にて冷却し、巻取を400~550℃の範囲の温度で行なう。

【0031】熱間圧延後の平均冷却速度が100℃/秒を越えるときは、温度制御が困難となって、安定した材質を得ることができない。また、冷却停止温度が600℃を越えるときは、パーライトが生成して、得られる鋼板において、十分な強度を得ることができないうえ、伸びフランジ性も劣る。巻取温度が550℃を超えるとときは、析出強化が増大することによって、延性が低下し、本発明による所期の特性を得ることができない。他方、巻取温度が400℃よりも低いときは、TiCを主とする析出強化とマルテンサイト等による変態組織強化とのバランスが悪くなり目的とするすぐれた加工性を得ることができない。

【0032】本発明によれば、このようにして、適正なTiCを主とする析出強化とマルテンサイトによる変態組織強化とのバランスを達成して、目的とする引張強度と加工性を有する高強度熱延鋼板を得ることができる。

【0033】次に、本発明による第2の熱延鋼板について説明する。本発明による第2の熱延鋼板も、微細なフェライト・ベイナイトの複合組織を有するが、本発明による所期の特性を得るには、それぞれの組織の寸法と面積率を規制する必要があるが、本発明によれば、ポリゴナルフェライトは、粒径10 μ m以上のものを面積率で20%以上とすると共に、粒径10 μ m未満のものを含めて、合計面積率で30%以上とすることが必要であり、更に、ベイナイトは、平均粒径が10 μ m以下であり、その面積率を5%以上とする必要がある。

11

【0034】粒径 $10\mu\text{m}$ 以上のポリゴナルフェライトの面積率が20%未満であるか、又はポリゴナルフェライトの合計面積率が30%未満であるときは、伸びが低下し、引張強さが $740\text{N}/\text{mm}^2$ 以上で、且つ、(引張強さ) \times (伸び)が $18000\text{N}/\text{mm}^2 \cdot \%$ 以上の延性を得ることができない。また、ベイナイト面積率が5%未満であるときは、組織強化が不十分であって、析出強化を利用して、引張強さを $740\text{N}/\text{mm}^2$ 以上とするときは、(引張強さ) \times (伸び)が $18000\text{N}/\text{mm}^2 \cdot \%$ 以上か、又は(引張強さ) \times (穴抜け率)が $40000\text{N}/\text{mm}^2 \cdot \%$ 以上か、又はこれら双方の特性を得ることができない。

【0035】本発明による第2の熱延鋼板においては、組織を上述したものに調節することによって、引張強さが $740\text{N}/\text{mm}^2$ 以上であって、しかも、(引張強さ) \times (伸び)が $18000\text{N}/\text{mm}^2 \cdot \%$ 以上で、且つ、(引張強さ) \times (穴抜け率)が $40000\text{N}/\text{mm}^2 \cdot \%$ 以上を有し、張出加工と特に伸びフランジ加工が良好であって、ホイール等の自動車部材のプレス成形に適した高強度熱延鋼板を得ることができる。

【0036】かかる第2の熱延鋼板は、本発明に従って、前述したような化学成分を有する鋼を熱間圧延するに際して、加熱温度を $1240\sim 1340^\circ\text{C}$ の範囲の温度とし、仕上を $840\sim 950^\circ\text{C}$ の範囲の温度にて行なった後、 $700\sim 800^\circ\text{C}$ の範囲のある温度まで、平均冷却速度 $20^\circ\text{C}/\text{秒}$ 以上にて冷却し、その温度から平均冷却速度 $20^\circ\text{C}/\text{秒}$ 以下にて5秒間以上徐冷し、引き続いて、平均冷却速度 $20^\circ\text{C}/\text{秒}$ 以上にて 650°C 以下の温度まで冷却し、 $550\sim 650^\circ\text{C}$ の範囲の温度で巻取ることによって製造することができる。

【0037】熱間圧延に際して、鋼は、Nb及びTiの溶体化のために、少なくとも 1240°C の温度に加熱することが必要である。加熱温度が 1240°C よりも低いときは、鋼板の表面性状が悪いのみならず、Nb及びTiの溶体化が不十分であって、所定の引張強度を得ることができない。しかし、加熱温度が 1340°C を超えるときは、加熱炉における燃料コストが増大し、また、耐火物の負荷も大きくなるので好ましくない。

【0038】仕上温度は、 $840\sim 950^\circ\text{C}$ の範囲の温度とする。仕上温度が 950°C を超えるときは、ポリゴナルフェライトとベイナイトの粒径を制御して、現状の熱延設備で本発明による組織を得るのが困難であり、他方、 840°C よりも低いときは、ポリゴナルフェライトが細粒化し、 $10\mu\text{m}$ 以上のポリゴナルフェライトを得るのが困難となる。

【0039】このような熱間圧延の後の冷却条件は、本発明による熱延鋼板における組織を得るために重要であり、本発明によれば、圧延後、 $700\sim 800^\circ\text{C}$ の範囲のある温度まで、平均冷却速度 $20^\circ\text{C}/\text{秒}$ 以上にて冷却し(便宜上、この冷却を第1の冷却という。)、その温

12

度から平均冷却速度 $20^\circ\text{C}/\text{秒}$ 以下にて5秒間以上徐冷し(便宜上、この冷却を単に徐冷という。)、引き続いて、平均冷却速度 $20^\circ\text{C}/\text{秒}$ 以上にて 650°C 以下の温度まで冷却する(便宜上、この冷却を第2の冷却という。))。

【0040】上記第1の冷却において、平均冷却速度は、 $100^\circ\text{C}/\text{秒}$ 以下であることが好ましい。平均冷却速度が $100^\circ\text{C}/\text{秒}$ を越えるときは、温度制御が困難となって、材質の安定した鋼板を得ることができない。上記徐冷における平均冷却速度は、通常、 $5^\circ\text{C}/\text{秒}$ 以上である。平均冷却速度がこれよりも小さいときは、保温のための設備が必要となるので、実用上、不利である。また、徐冷時間は、通常、2秒以下である。これよりも長いときは、パーライトが生成するおそれがあるうえに、ランナウトテーブルの長さからも、自ずから制約を受ける。

【0041】この徐冷に引き続く第2の冷却において、平均冷却速度は、 $100^\circ\text{C}/\text{秒}$ 以下であることが好ましい。平均冷却速度が $100^\circ\text{C}/\text{秒}$ を越えるときは、温度制御が困難となって、材質の安定した鋼板を得ることができない。巻取温度は、 $550\sim 650^\circ\text{C}$ の範囲の温度である。巻取温度が 650°C を超えるときは、パーライトの生成によって、ベイナイトの生成が減少し、本発明による所期の特性を得ることができない。

【0042】

【実施例】以下に実施例を挙げて本発明を説明するが、本発明はこれら実施例により何ら限定されるものではない。

【0043】実施例1(第1の発明)

表1に示す化学成分を有する鋼を溶製し、表2に示す熱延条件にて熱延し、冷却し、巻き取って、熱延鋼板を製造した。その組織及び機械的性質を表3に示す。表1において、供試鋼A～Eは本発明鋼であり、供試鋼F～Kは比較鋼である。表2に示した機械的性質は、板厚 2.9mm のJIS5号引張試験片を用いて測定したものであり、穴抜け率(λ)は直径 10mm のポンチ打抜した穴を先端角 60° の円錐ポンチで試験した結果である。

【0044】得られた熱延鋼板の組織の面積率及び平均粒径は光学顕微鏡観察により測定し、残留オーステナイト体積率はX線解析によって求めた。また、熱延鋼板の抵抗溶接性は、直流バット溶接を施した後、溶接部を先端半径 2mm 、先端角 60° のV曲げ用ポンチでV曲げ試験を行ない、溶接部の割れの発生で評価し、表中、割れなしを○、毛割れが5箇所未満であるときを△、毛割れが5箇所以上あるときを×で表した。

【0045】表1から表3に示す結果から明らかなように、本発明による熱延鋼板は、いずれも引張強さが $740\text{N}/\text{mm}^2$ 以上であり、(引張強さ) \times (伸び)が $15500\text{N}/\text{mm}^2 \cdot \%$ 以上で、(引張強さ) \times (穴抜け率)が $63000\text{N}/\text{mm}^2 \cdot \%$ 以上であって、良好な加

工性と抵抗溶接性とを有する。これに対して、比較鋼は、引張強さの不足、(引張強さ)×(伸び)の不足、(引張強さ)×(穴拡張率)の不足、又は抵抗溶接性が*

*悪い、のいずれかがあてはまる。

【0046】

【表1】

供試鋼	化 学 成 分 (重量%)									
	C	Si	Mn	P	S	Al	Ti	Nb	Ca	そ の 他
発明鋼A	0.08	0.26	1.49	0.017	0.001	0.031	0.170	0.059	—	
発明鋼B	0.08	0.24	1.51	0.017	0.001	0.032	0.170	0.055	0.001	Cr: 0.21
発明鋼C	0.08	0.25	1.50	0.017	0.001	0.032	0.170	0.054	0.001	Mo: 0.20
発明鋼D	0.08	0.27	1.51	0.017	0.001	0.030	0.160	0.055	0.001	V: 0.15
発明鋼E	0.07	0.26	1.50	0.018	0.001	0.031	0.160	0.054	0.001	Cu: 0.50; Ni: 0.30
比較鋼F	0.03	0.26	1.50	0.017	0.001	0.030	0.170	0.055	0.001	
比較鋼G	0.15	0.25	1.50	0.017	0.001	0.030	0.170	0.054	0.001	
比較鋼H	0.08	0.02	1.50	0.017	0.001	0.032	0.160	0.054	0.001	
比較鋼I	0.08	0.25	1.55	0.017	0.001	0.035	0.100	0.055	0.001	
比較鋼J	0.08	0.26	1.50	0.018	0.001	0.035	0.160	0.102	0.001	
比較鋼K	0.08	0.25	1.53	0.017	0.001	0.032	0.165	—	0.001	

【0047】

※ ※【表2】

	鋼	加熱温度 (℃)	仕上温度 (℃)	平均冷却 速 度 (℃/秒)	急冷終了 温 度 (℃)	巻取温度 (℃)	平均粒径** (μm)		面 積 率** (%)		
							F	B	F	B	その他
発明例1	A	1280	900	30	580	450	4	6	22	78	0
比較例2	A	1200	900	30	580	450	4	6	24	76	0
比較例3	A	1280	750	30	580	450	3	6	18	82	0
比較例4	A	1280	900	6	—	570	13	8	39	61	0
比較例5	A	1280	900	30	250	250	3	6	21	69	10 ¹⁾
発明例6	B	1280	900	30	580	450	4	6	23	77	0
発明例7	C	1280	900	30	580	450	4	6	13	87	0
発明例8	D	1280	900	30	580	450	4	6	20	80	0
発明例9	E	1280	900	30	580	450	4	6	24	76	0
比較例10	F	1280	900	30	580	450	7	8	55	45	0
比較例11	G	1280	900	30	580	450	5	8	33	64	2 ²⁾
比較例12	H	1280	900	30	580	450	3	6	20	80	0
比較例13	I	1280	900	30	580	450	4	6	32	68	0
比較例14	J	1280	900	30	580	450	5	7	85	92	0
比較例15	K	1280	900	30	580	450	9	5	33	67	0

(注) *) Fはポリゴナルフェライト、Bはベイナイトを示す。

1) マルテンサイト、2) 残留オーステナイト

【0048】

【表3】

	鋼	引張強さ (N/mm ²)	伸 び (%)	λ (%)	TS×Eλ (N/mm ² ・%)	TS×λ (N/mm ² ・%)	抵抗溶接性
発明例1	A	800	20.8	90	16640	72000	○
比較例2	A	735	21.4	70	15729	51450	○
比較例3	A	810	18.2	61	14742	49410	○
比較例4	A	820	23.5	42	19270	34440	○
比較例5	A	840	19.0	35	15960	29400	○
発明例6	B	897	20.5	86	16544	69402	○
発明例7	C	825	19.5	90	16088	74250	○
発明例8	D	810	19.7	92	15957	74520	○
発明例9	E	805	20.5	90	16503	72450	○
比較例10	F	659	25.5	102	16805	67218	△
比較例11	G	865	21.0	48	18165	41520	×
比較例12	H	794	20.5	100	16277	79400	×
比較例13	I	710	21.2	89	15052	63190	○
比較例14	J	842	17.1	82	14398	69044	△
比較例15	K	759	21.5	70	16319	53130	△

【0049】実施例2（第2の発明）

表1に示す化学成分を有する鋼を溶製し、表4に示す熱延条件にて熱延し、冷却し、巻き取って、熱延鋼板を製造した。その組織及び機械的性質を表5に示す。表1において、供試鋼A～Eは本発明鋼であり、供試鋼F～Kは比較鋼である。表5に示した機械的性質は、板厚2.9mmのJIS5号引張試験片を用いて測定したものであり、穴拡げ率（λ）は直径10mmのポンチ打抜きした穴を先端角60°の円錐ポンチで試験した結果である。

【0050】得られた熱延鋼板の組織の面積率及び平均粒径は光学顕微鏡観察により測定し、残留オーステナイト体積率はX線解析によって求めた。また、熱延鋼板の抵抗溶接性は、直流バット溶接を施した後、溶接部を先端半径2mm、先端角60°のV曲げ用ポンチでV曲げ試験

20 を行ない、溶接部の割れの発生で評価し、表中、割れなしを○、毛割れが5箇所未満であるときを△、毛割れが5箇所以上であるときを×で表した。

【0051】表4から表6に示す結果から明らかなように、本発明による熱延鋼板は、いずれも引張強さが740N/mm²以上であり、（引張強さ）×（伸び）が18000N/mm²・%以上で、（引張強さ）×（穴拡げ率）が40000N/mm²・%以上であって、良好な加工性と抵抗溶接性を有する。これに対して、比較鋼は、引張強さの不足、（引張強さ）×（伸び）の不足、（引張強さ）×（穴拡げ率）の不足、又は抵抗溶接性が悪い、のいずれかがあてはまる。

【0052】

【表4】

	鋼	加熱温度 (℃)	仕上温度 (℃)	徐冷時間 (秒)	徐冷終了 温度 (℃)	平均冷却 速度 (℃/秒)	急冷終了 温度 (℃)	巻取温度 (℃)	ベイナイト 平均粒径 (μm)
発明例1	A	1280	900	10	710	30	620	600	7
比較例2	A	1200	900	10	710	30	620	600	7
比較例3	A	1280	770	10	710	30	620	600	7
比較例4	A	1280	900	35	700	6	—	700	13
比較例5	A	1280	900	10	710	30	250	250	7
発明例6	B	1280	900	10	710	30	620	600	7
発明例7	C	1280	900	10	710	30	620	600	6
発明例8	D	1280	900	10	710	30	620	600	7
発明例9	E	1280	900	10	710	30	620	600	7
比較例10	F	1280	900	10	710	30	620	600	7
比較例11	G	1280	900	10	710	30	620	600	8
比較例12	H	1280	900	10	710	30	620	600	6
比較例13	I	1280	900	10	710	30	620	600	6
比較例14	J	1280	900	10	710	30	620	600	8
比較例15	K	1280	900	10	710	30	620	600	12

【0053】

【表5】

	鋼	面積率 (%)				引張強さ (N/mm ²)	伸び (%)	λ (%)	TS×E ₂ (N/mm ² ・%)	TS×λ (N/mm ² ・%)	抵抗溶接性
		PF*	PF**	B	その他						
発明例1	A	29	37	63	0	800	26.0	65	20800	52000	○
比較例2	A	38	51	49	0	730	25.5	55	18615	40150	○
比較例3	A	15	38	62	0	815	20.0	60	16300	48900	○
比較例4	A	50	77	18	5 ¹⁾	705	26.0	65	18330	45825	○
比較例5	A	30	40	55	5 ²⁾	830	24.5	35	20335	29050	○
発明例6	B	35	45	55	0	800	26.0	55	20800	44000	○
発明例7	C	25	35	65	0	820	24.5	60	20090	49200	○
発明例8	D	30	35	65	0	810	25.0	60	20250	48600	○
発明例9	E	30	35	65	0	810	25.5	60	20655	48600	○
比較例10	F	50	65	35	0	690	21.0	75	14490	51750	△
比較例11	G	17	32	54	12 ¹⁾	845	20.5	40	17323	33800	×
比較例12	H	30	36	64	0	785	26.0	60	20410	47100	×
比較例13	I	30	45	55	0	670	26.0	70	17420	46900	○
比較例14	J	10	35	65	0	830	20.0	70	16600	58100	△
比較例15	K	18	35	58	7 ¹⁾	755	22.0	60	16610	45300	△

(注) *) 粒径10 μm以上のポリゴナルフェライトの面積率、**) ポリゴナルフェライトの合計面積率

1) バーライト、2) マルテンサイト